

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **01007502 A**(43) Date of publication of application: **11 . 01 . 89**

(51) Int. Cl.

H01F 1/04
C21D 6/00
C22C 38/00

(21) Application number: **62090709**(22) Date of filing: **15 . 04 . 87**

(30) Priority: **15 . 04 . 86 JP 61 86850**
23 . 04 . 86 JP 61 94247
15 . 05 . 86 JP 61111087
05 . 02 . 87 JP 62 23509

(71) Applicant: **TDK CORP**

(72) Inventor: **YAJIMA KOICHI**
KAWAMOTO OSAMU
YONEYAMA TETSUTO

(54) PERMANENT MAGNET AND ITS MANUFACTURE**(57) Abstract:**

PURPOSE: To improve the coercive force of a permanent magnet by using certain additional elements to provide either a microcrystalline phase or a combination microcrystal and amorphous phases.

CONSTITUTION: A permanent magnet consists of $\{Ra(Ce_bLa_{1-b})_{1-a}\}_x(Fe_{1-z}Co_z)_{100-x-y-w}B_yM_w$ (wherein R is at least one kind of rare earth elements including Y but excluding Ce or La, $5.5 \leq X \leq 20$, $2 \leq Y < 15$, $0 \leq Z \leq 0.7$,

$0 < W \leq 10$, $0.80 \leq a \leq 1.00$, $0 \leq b \leq 1$, and M is combination of at least one kind of elements among Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, and W, with at least one kind of elements among Ti, V, and Cr), and either a microcrystalline phase or a combination of microcrystal and amorphous phases. A molten alloy of Fe-R-B system in this composition is quenched and solidified at a very high speed by the so-called liquid quenched method. According to the constitution, the coercive force of the permanent magnet is improved.

COPYRIGHT: (C)1989,JPO&Japio

THIS PAGE BLANK (USPTO)

⑫ 公開特許公報(A)

昭64-7502

⑬ Int.Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和64年(1989)1月11日

H 01 F 1/04
C 21 D 6/00
C 22 C 38/00

3 0 3

H-7354-5E
7518-4K
D-6813-4K

審査請求 未請求 発明の数 4 (全11頁)

⑮ 発明の名称 永久磁石およびその製造方法

⑯ 特 願 昭62-90709

⑰ 出 願 昭62(1987)4月15日

優先権主張 ⑱ 昭61(1986)4月15日 ⑲ 日本(JP) ⑳ 特願 昭61-86850

㉑ 発 明 者 矢 島 弘 一 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

㉒ 発 明 者 河 本 修 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

㉓ 発 明 者 米 山 哲 人 東京都中央区日本橋1丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

㉔ 出 願 人 ティーディーケイ株式会社 東京都中央区日本橋1丁目13番1号

㉕ 代 理 人 弁理士 青 木 朗 外5名
最終頁に続く

明 細 書

1. 発明の名称

永久磁石およびその製造方法

2. 特許請求の範囲

1. $(\text{Ra}(\text{Ce}, \text{La}, \dots)_{1-x})_z$ $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{100-x-y-w}\text{B}_y\text{M}_w$ (但し、RはCe、Laを除き、Yを包含する希土類元素の少なくとも1種、 $5.5 \leq x \leq 20$ 、 $2 \leq y < 15$ 、 $0 \leq z \leq 0.7$ 、 $0 < w \leq 10$ 、 $0.80 \leq a \leq 1.00$ 、 $0 \leq b \leq 1$ 、MはTi、V、Crの少なくとも1種と、Zr、Nb、Mo、Hf、Ta、Wの少なくとも1種の組合せ) からなり、微結晶相あるいは微結晶とアモルファス相との混相からなる永久磁石。2. $(\text{Ra}(\text{Ce}, \text{La}, \dots)_{1-x})_z$ $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{100-x-y-w}\text{B}_y\text{M}_w$ (但し、RはCe、Laを除き、Yを包含する希土類元素の少なくとも1種、 $5.5 \leq x \leq 20$ 、 $2 \leq y < 15$ 、 $0 \leq z \leq 0.7$ 、 $0 < w \leq 10$ 、 $0.80 \leq a \leq 1.00$ 、 $0 \leq b \leq 1$ 、MはZr、Nb、Mo、Hf、Ta、W、Ti、V、Crの少なくとも1種と、Cu、Ni、

Mn、Agの少なくとも1種の組合せ) からなり、微結晶相あるいは微結晶とアモルファス相との混相からなる永久磁石。

3. 高速急冷により得られるリボン形態である特許請求の範囲第1項または2項記載の永久磁石。

4. 前記微結晶相あるいは微結晶相とアモルファス相の混相よりなる粉末を圧粉した特許請求の範囲第1項または2項記載の永久磁石。

5. 高速急冷により得られたリボンを粉砕後圧粉した特許請求の範囲第4項記載の永久磁石。

6. 前記組成を有する粉末を温間加工により塑性加工してなる特許請求の範囲第1項記載の異方性永久磁石。

7. 微結晶相あるいは微結晶相とアモルファス相との混相からなる粉末をボンド磁石とした特許請求の範囲第1項または2項記載の永久磁石。

8. ほぼ20kOeの低磁場で95%以上着磁可能な特許請求の範囲第1項から第7項までの何れか1項に記載の永久磁石。

9. x (Rの含有量) ≥ 12 である特許請求の

範囲第1項から第8項までの何れか1項に記載の永久磁石。

10. x (Rの含有量) < 12 である特許請求の範囲第1項から第8項までの何れか1項に記載の永久磁石。

11. x (Rの含有量) < 10 である特許請求の範囲第10項記載の永久磁石。

12. x (Rの含有量) が $6 \leq x < 10$ である特許請求の範囲第11項に記載の永久磁石。

13. y (Bの含有量) が $4 \leq y \leq 12$ であり、また W (Mの含有量) が $2 \leq w \leq 10$ である特許請求の範囲第1項から第12項までのいずれか1項に記載の永久磁石。

14. 保磁力(iHc)が7kOe以上である特許請求の範囲第1項から第13項までのいずれか1項に記載の永久磁石。

15. ボンド磁石以外の磁石であって、最大エネルギー積(BH)_{max}が8MGOeを越える特許請求の範囲第10項記載の永久磁石。

16. $(\text{Ra}(\text{Ce}_x\text{La}_{1-x})_{1-y}\text{B}_y\text{M}_w)_{1-z}$

$(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{1-y}\text{B}_y\text{M}_w$ (但し、RはCe、Laを除き、Yを包含する希土類元素の少なくとも1種、 $5.5 \leq x \leq 20$ 、 $2 \leq y < 15$ 、 $0 \leq z \leq 0.7$ 、 $0 < w \leq 10$ 、 $0.80 \leq a \leq 1.00$ 、 $0 \leq b \leq 1$ 、MはZr、Nb、Mo、Hf、Ta、Wの少なくとも1種とTi、V、Crの少なくとも1種の組合せ) からなる合金溶湯を高速急冷後に300~900℃の温度範囲にて焼鈍する永久磁石の製造方法。

17. $(\text{Ra}(\text{Ce}_x\text{La}_{1-x})_{1-y}\text{B}_y\text{M}_w)_{1-z}$

$(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{1-y}\text{B}_y\text{M}_w$ (但し、RはCe、Laを除き、Yを包含する希土類元素の少なくとも1種、 $5.5 \leq x \leq 20$ 、 $2 \leq y < 15$ 、 $0 \leq z \leq 0.7$ 、 $0 < w \leq 10$ 、 $0.80 \leq a \leq 1.00$ 、 $0 \leq b \leq 1$ 、MはZr、Nb、Mo、Hf、Ta、W、Ti、V、Crの少なくとも1種とCu、Ni、Mn、Agの少なくとも1種の組合せ) からなる合金溶湯を高速急冷後に300~900℃の温度範囲にて焼鈍する永久磁石の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

この発明は各種電気機器等に使用される高性能磁石、特に希土類元素を含む合金系の急冷磁石およびその製法に関し、Fe-R-B系(RはYを含む希土類元素である、以下同じ)およびFe-Co-R-B系の合金溶湯を急冷凝固させることによって優れた磁石特性を有する磁石としさらに急冷凝固後の磁石を特定条件下で焼鈍することによって、均質で安定な磁石性能を得るものである。

(従来の技術)

高性能を有する希土類磁石としては、粉末冶金法によるSm-Co系磁石でエネルギー積として、32MGOeのものが量産されているが、Sm、Coは原料価格が高いという欠点を有する。希土類の中で原子量の小さい希土類元素、たとえばセリウムやプラセオジム、ネオジムはサマリウムよりも豊富にあり、価格が安い。又Feは安価である。

そこで、近年Nd-Fe-B系磁石が開発され、

特開昭59-46008号公報では、焼結磁石が、また特開昭60-9852号公報では、高速急冷法によるものが述べられている。

焼結法による磁石では、従来のSm-Co系の粉末冶金プロセスを適用出来るものの、酸化しやすいNd-Fe系合金インゴットを2~10μm程度に微粉末化する工程を有するため、取り扱いが難しいこと、あるいは粉末冶金プロセスは工程数が多い(溶解→鑄造→インゴット粗粉碎→微粉碎→プレス→焼結→磁石)ため安価な原料を用いるという特徴を生かせない面があった。

一方高速急冷法による磁石では工程が簡素化され(溶解→高速急冷→粗粉碎→冷間プレス(温間プレス)→磁石)かつ微粉末化工程を必要としないという利点がある。しかしながら、高速急冷法による磁石を工業材料となすためには一層の高保磁力化、高エネルギー積化、低コスト化および磁特性の改良等が望まれていた。

希土類-鉄-ホウ素永久磁石の諸特性の中で保磁力は温度に鋭敏であり、希土類コバルト永久磁

石の保磁力(iH_c)の温度係数が $0.15\%/^{\circ}\text{C}$ であるのに対して、希土類-鉄-ホウ素永久磁石材料の保磁力(iH_c)の温度係数は $0.6 \sim 0.7\%/^{\circ}\text{C}$ と4倍以上高いという問題点があった。したがって、希土類-鉄-ホウ素永久磁石材料は温度上昇に伴って減磁する危険が大きく、磁気回路上での限定された設計を余儀なくされていた。さらには、例えば、熱帯で使用する自動車のエンジンルーム内の部品用永久磁石としては使用不可能であった。希土類-鉄-ホウ素永久磁石材料は保磁力の温度係数が大きいところに実用上の問題があることは従来より知られており、保磁力の絶対値が大きい磁石の出現が望まれていた(日経ニューマテリアル、1986、4-28(№9)第80頁)。

R-B-Fe合金に液体急冷法により高い保磁力 iH_c とエネルギー積を具備させることを提案する特開昭60-9852号公報の組成は、希土類元素R(Nd, Pr) = 10%以上、B = 0.5 ~ 1.0%、残部Feからなるものが特許請求の範囲に記載されている。従来R-B-Fe合金の優れた磁石特

性は $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 相化合物によるものと説明されており、そのため焼結法、高速急冷法共に磁石特性を改良するための多くの提案(特開昭59-89401、60-144906、61-79749、57-141901、61-73861号公報)はこの化合物に該当する組成の近傍、すなわち、R = 12 ~ 17%、B = 5 ~ 8%の範囲の合金の実験に基づいている。希土類元素は高価であるため、その含有量を低下させることが望まれるが、希土類元素の含有量が12%未満になると、保磁力 iH_c が急激に劣化するという問題があり特開昭60-9852号ではR = 10%となると iH_c は6 kOe以下になる事が示されている。すなわち、R-B-Fe系合金において希土類元素の含有量が12%未満になると、保磁力 iH_c が劣化するとの事実があったのであるが、かかる組成範囲において保磁力 iH_c の劣化を防止するように組成ならびに組織を設計する方法は従来知られていなかった。

焼結法と高速急冷法においては、基本的に $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 化合物を用いているが、応用物理第55巻、第2号(1986)頁121に示される如く、上記磁

石は単なる製法の違いだけではなく両磁石は合金組織と保磁力発生機構の観点から全く異なったタイプの磁石である。すなわち焼結磁石は結晶粒径が約 $10\mu\text{m}$ であり、従来の Sm-Co 系磁石で言えば、逆磁区の核発生が保磁力を決める SmCo_5 型磁石のようなニュークリエーション型であり、一方高速急冷磁石は $0.01 \sim 1\mu\text{m}$ の微細粒子をアモルファス相が取り囲んだ極めて微細な組織により磁壁のピン止めが保磁力を決定する $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型磁石のようなピンニング型磁石である。それゆえ、特性向上のための両磁石へのアプローチの考え方としては保磁力発生機構が十分異なる事を考慮して検討する必要がある。

(問題点を解決するための手段)

本発明は平衡相以外に非平衡相を用いる事が可能である高速急冷法に着目し、Fe(Co)-R-B系に対する種々の添加元素の影響を検討した結果、Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W等と、Ti, V, Cr等の特定の添加元素がR含有量が少なく

とも(12%未満)、等方性であっても、高保磁力、高エネルギー積を示し、実用に適した高性能磁石を提供しうる事を見出したものである。この発明は高速急冷法で得られるものであり、焼結法においては実現出来ないものである。また12% R以上においても、高速急冷法による保磁力を改良するものである。

さらに本発明はZr, Nb, Mo, Hf, Ta, W等と、Ti, V, Cr等の添加元素を用い、高速急冷することにより着磁特性および耐食性が良好な磁石合金を提供するものである。またこの発明はその磁石の性能をさらに安定に得るための方法を提供するものである。

すなわち、本発明は、 $\{R_a(\text{Ce}, \text{La}, \dots)_{1-a}\}_x$

$(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{1.00-x-y-w} \text{B}_y \text{M}_w$ (但し、RはCe, Laを除き、Yを包含する希土類元素の少なくとも1種、 $5.5 \leq x \leq 20$ 、 $2 \leq y < 15$ 、 $0 \leq z \leq 0.7$ 、 $0 < w \leq 10$ 、 $0.80 \leq a \leq 1.00$ 、 $0 \leq b \leq 1$ 、MはZr, Nb, Mo, Hf, Ta, Wの少なくとも1種とTi, V, Crの少なくとも1

種の組合せ) からなり、微結晶相あるいは微結晶とアモルファス相との混相からなる永久磁石および $(\text{Ra}(\text{Ce}, \text{La}, \dots), \dots)_x$

$(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{1.00-x-y-z}\text{B}_y\text{M}_z$ (但し、RはCe, Laを除き、Yを包含する希土類元素の少なくとも1種、 $5.5 \leq x \leq 20$ 、 $2 \leq y < 15$ 、 $0 \leq z \leq 0.7$ 、 $0 < w \leq 1.0$ 、 $0.80 \leq a \leq 1.00$ 、 $0 \leq b \leq 1$ 、MはZr, Nb, Mo, Hf, Ta, W, Ti, V, Crの少なくとも1種とCu, Ni, Mn, Agの少なくとも1種の組合せ) からなり、微結晶相あるいは微結晶とアモルファス相との混相からなる永久磁石にある。

本発明の磁石は、前記の組成のFe-R-BおよびFe-Co-R-Bからなる系の合金溶湯をいわゆる液体急冷法によって高速で冷却凝固させたものである。この液体急冷法は、水冷等により冷却された金属製の回転体の表面に、ノズルから溶湯を射出して高速で急冷凝固させ、リボン状の材料を得る方法であり、ディスク法、単ロール法(片ロール法)、双ロール法等があるが、この発

明の場合には片ロール法、すなわち1個の回転ロールの周面上に溶湯を射出する方法が最も適当である。片ロール法でこの発明の磁石を得る場合、水冷回転ロールの周速度は、 $2 \text{ m/sec} \sim 100 \text{ m/sec}$ の範囲内とすることが望ましい。その理由は、ロール周速度が 2 m/sec 未満の場合および 100 m/sec を超える場合のいずれにおいても保磁力*iH_c*が低くなるからである。高保磁力、高エネルギー積を得るためにはロール周速度を $5 \sim 30 \text{ m/sec}$ とする事が望ましい。このようにロール周速度 $2 \sim 100 \text{ m/sec}$ にて片ロール法で前記組成の合金溶湯を急冷凝固させることによって、保磁力*iH_c*が約20000 Oeまで、磁化*σ*が $65 \sim 150 \text{ emu/gr}$ の磁石が得られる。このように溶湯から直接急冷凝固させれば、非晶質もしくは極めて微細な結晶質の組織が得られ、その結果上述のように磁石特性が優れた磁石が得られるのである。

急冷後の組織は急冷条件により異なるが、アモルファスあるいは微結晶又はその混合組織からなるが、焼鈍により、その微結晶又はアモルファス

と微結晶からなる組織およびサイズをさらにコントロール出来、より高い高特性が得られる。微結晶相としては、少なくとも50%以上が、 $0.01 \sim 3 \mu\text{m}$ 未満好ましくは、 $0.01 \sim 1 \mu\text{m}$ 未満の範囲内の大きさである時、高特性が得られる。アモルファス相を含まない組織からなる時高特性が得られる。

液体急冷法によって急冷凝固された磁石を、不活性雰囲気もしくは真空中において $300 \sim 900^\circ\text{C}$ の温度範囲にて $0.001 \sim 50$ 時間焼鈍する。このような焼鈍熱処理を施すことによって、この発明で対象とする成分の急冷磁石では、急冷条件によって諸特性が敏感でなくなり、安定した特性が容易に得られる。ここで焼鈍温度は、 300°C 未満では焼鈍の効果はなく、 900°C を超える場合には、保磁力*iH_c*が急激に低下する。また焼鈍時間が 0.001 時間未満では焼鈍の効果がなく、 50 時間を越えてもそれ以上特性は向上せず、経済的に不利となるだけである。したがって焼鈍条件は前述のように規定した。また、上記焼鈍中に、磁場中処理を

行なうことにより磁石特性を向上させることができる。得られたリボン状の磁石を、好ましくは $30 \sim 500 \mu\text{m}$ の粒径に粉碎して、冷間プレス又は温間プレスする事により高密度のバルク体磁石となす事が出来る。

さらに本発明に係る永久磁石は、液体急冷法の他に粉末結合法、すなわち液体急冷法により得たリボンまたは粉末を必要ならばさらに焼鈍処理および粉碎した後に、樹脂等で結合してボンディッド磁石とする事が出来る。

従来の高速急冷法により得られたリボン状の磁石あるいは、それを粉碎後バルク体となした磁石およびボンディッド磁石は特開昭59-211549号公報に示される如く知られている。しかし従来の磁石はJ.A.P60(10), vol 15(1986)3685頁に示される如く飽和磁化まで着磁させるためには、 40 kOe 以上 110 kOe にもおよぶ着磁磁場が必要であり、通常の電磁石である $15 \sim 20 \text{ kOe}$ で飽和着磁可能な磁石が望まれていた。本発明におけるZr, Ti等を含有させた磁石合金は図1に示す如く $15 \sim 20 \text{ kOe}$

で十分着磁可能であるという利点を有し、そのため15~20kOeでの着磁後の特性は大幅に改良される。

なお、図中、Fe-13.5Nd-5Bは従来の磁石の例、Fe-9.5Nd-8B-3Nb-1Tiは本発明の磁石の例、横軸は着磁磁場(kOe)、縦軸はBr(Hex)-ある着磁磁場における残留磁化-に対するBr(40k)-40kOeの着磁磁場に対する残留磁化-の比率である。

又液体急冷法により得られたリボン状の本磁石を直接もしくは粉碎した後の塑性加工等を用いて高密度かつ異方性化する事により約2~3倍の磁石特性の向上が見られる。

この塑性加工時の温度・時間条件は、焼鈍に関して説明した微結晶相が得られ、粗粒化を妨げるように選択する必要がある。この点に関し、本発明におけるNb、Zr、Ti、V等の添加元素Mは結晶成長を抑制し、高温、長時間でも保磁力を劣化させず高い保磁力が得られるため温間塑性加工条件を改善するという利点を有している。

15以上ではBrが低下する。CoでFeを置換することで磁気性能が改善しかつキューリー温度も改良されるが、置換量xは0.7を越えると保磁力の低下をまねく。

Zr、Nb、Mo、Hf、Ta、Wの少なくとも1種と、Ti、V、Crの少なくとも1種の組合せおよびZr、Nb、Mo、Hf、Ta、W、Ti、V、Crの少なくとも1種と、Cu、Ni、Mn、Agの少なくとも1種の組合せのM元素の量wが10を越えると磁化の急激な減少をまねく。またiHcの増加のためには0.1以上のwが好ましく、耐食性を上昇させるためには0.5以上、より好ましくは1以上が良好である。M元素を2種以上複合添加すると、単独添加の場合よりも保磁力iHc向上効果が大きい。なお複合添加の場合の添加量上限は10%である。

Bの50%以下をSi、C、Ga、Al、P、N、Ce、S等で置換してもB単独と同様な効果を有する。

yは2~15未満の範囲、zは0~0.7の範囲、

塑性加工法はホットプレス、押出し、圧延、スウェージ、鍛造などにより行なわれる。ホットプレスの条件は550~1100℃、200~2500kg/cm²が好ましい。特性上はホットプレス、押出加工が好ましい。ホットプレスは一次プレスだけでもよいが、さらに2次プレスを行うと、良好な磁石特性が得られる。

又押出し成形の場合550~1100℃、400~12000kg/cm²が好ましい。

さらにこのように異方性化された磁石もボンデッド磁石として使用される。

次にこの発明における成分限定理由について説明すると、希土類元素の量xの値が、5.5未満では保磁力iHcが低下する傾向があり、xの値が20を越えれば磁化の値が小さくなる。又CeとLaの複合添加の合計が20%を越えて添加されると最大エネルギー積が低下するので、0.80≤a≤1.00とした。又Smメタルも、異方性化定数を低下させるのでxの20%以下に抑えた方がよい。Bの量yの値は、2未満では保磁力iHcが小さく、

wは0を含まず~10の範囲とする必要がある。なお、高保磁力を得るための好ましい領域としてxは12~20より好ましくは12~15、yは2~15未満、より好ましくは4~12さらに好ましくは4~10、zは0~0.7より好ましくは0~0.6、wは0.1~10より好ましくは2~10の範囲である。

又等方性で高エネルギー積を得るための好ましい領域はxは12未満より好ましくは、10未満、yは2~15未満より好ましくは4~12、さらに好ましくは4~10の範囲、zは0~0.7より好ましくは0~0.6、wは0を含まず~10より好ましくは2~10の範囲である。

又等方性で着磁特性が良く高エネルギー積を得るための好ましい領域はxは6~12より好ましくは、6~10未満、yは2~15未満より好ましくは4~12さらに好ましくは4~10の範囲、zは0~0.7、より好ましくは0~0.6、wは0を含まず~10より好ましくは、2~10の範囲である。

又異方性で高エネルギー積を得るため好ましい領域は x は 6 ~ 12 より好ましくは 6 ~ 10 未満、 y は 2 ~ 15 未満より好ましくは 4 ~ 12 さらに好ましくは 4 ~ 10、 z は 0 ~ 0.7 より好ましくは 0 ~ 0.6、 w は 0 を含まず ~ 1.0 より好ましくは 2 ~ 1.0 の範囲である。

(作 用)

第2図にM添加の作用を示す。図には実施例1に示すような方法で得られたリボン薄帯の保磁力 iH_c および実施例2で示すようなホットプレス法で得られた最大エネルギー積 $(BH)_{max}$ を示す。

また、組成としては、A: R-8B-残部鉄 (比較例) および B: R-8B-(2~5)Nb-1Ti-残部鉄 (本発明)、但し R は Nd の例を示す。

この図からわかるように、Mの添加は約10原子%Nd以上では特に高保磁力化に寄与した低コスト化が可能な約10原子%Nd未満では特に最大エネルギー積 $(BH)_{max}$ の向上に寄与する事がわ

かる。またMは保磁力向上に対する寄与も大きい。このような傾向は他の添加元素を用いた場合もほぼ同様な傾向を示す。

上述のような高保磁力化の原因としては、R含有量が12原子%以下、特に10原子%未満の場合は従来のR-Fe-B磁石に見られるような安定な正方晶 $R_2Fe_{14}B$ 化合物を使用する保磁力機構ではなく、高速急冷法により過飽和にM元素が固溶した準安定な $R_2Fe_{14}B$ 相を主相とした微細組織が原因となる。通常Mは約2at%までは安定に高温で固溶しうるが、2at%以上固溶するためには高速急冷法を用いなければ不可能であり、準安定に存在する。

それゆえ、添加元素Mは低R組成でも $R_2Fe_{14}B$ 相を安定化するが、この作用は高速急冷法においてのみ得られるものであり、焼結磁石ではこのような効果はない。

$R_xM_yB_z(Fe,Co)_{1-x-y-w}$ で表現すれば、 $2 \leq w \leq 1.0$ 、 $5.5 \leq x < 1.2$ 好ましくは $6 \leq x < 1.0$ 、 $4 \leq y \leq 1.2$ 好ましくは $4 \leq y \leq 1.0$ なる時上記

作用の影響が大である。又、添加元素Mはピンニングサイトのための境界相として働く副相を生成し、強化する働きをもつと考えられる。さらに、 α -Fe および他の相も一部副相として存在することができる。

R含有量が10原子%以上特に12原子%以上の場合、保磁力発生機構は従来の $R_2Fe_{14}B$ 型相によるが、Mが結晶異方性定数を上昇させる効果により保磁力が向上すると考えられる。又本発明による磁石は先に述べた如く著磁磁場が低くてすみかつ量産安定性に優れた磁石である。

実施例1

$R_x(Fe_{1-x}Co_x)_{1-y-y-w}B_zM_w$ なる組成を有する合金をアーク溶解により作製した。得られた合金を溶湯急冷法を用いて薄帯化した。10~80m/秒で回転するロール表面に石英ノズルを介して溶湯合金をアルゴンガス圧で射出冷却して非晶質あるいは微結晶質から成る薄帯を得た。

この薄帯にアルゴンガス雰囲気中 550~900 °C の温度範囲で時効処理を施した。得られた最高の

磁気特性を第1表に示す。

第1表より、Mの添加により、 iH_c と $(BH)_{max}$ の高い磁石が得られることがわかる。

以下空白

第 1 表

	No	組 成 (原子百分率)	Br (KG)	iHc (KOe)	(BH) _{max} (MGoe)
本発明	1	10.5Nd-6B-3Nb-1Ti-bal Fe	8.4	15.2	14.1
"	2	10 Nd-0.5Pr-6B-2.5Zr-1V-bal Fe	8.2	14.2	14.0
"	3	10.5Nd-5B-10Co-3Nb-1Ti-bal Fe	8.4	15.0	14.2
"	4	10.5Nd-5B-1Ti-1Nb-bal Fe	8.3	13.1	14.1
"	5	" - - - 1Ti-1V - "	8.3	13.0	14.0
"	6	10.5Nd-5B-1Ti-1Nb-7Co - "	8.3	13.2	14.2
"	7	" - - - 1V - - - "	8.3	13.1	14.1
"	8	11 Nd-6B-2Nb-1Ni-bal Fe	8.2	13.5	13.1
"	9	13 Nd-6B-2Nb-1Co-bal Fe	8.1	17.2	13.0
"	10	10.5Nd-6B-3Zr-1Nb - "	8.3	13.0	14.0
"	11	10.5Nd-6B-3Zr-0.5Cr - "	8.3	12.7	13.0
"	12	13 Nd-6B-3Zr-1Ni-10Co-bal Fe	8.0	16.0	13.1
"	13	10.5Nd-6B-3Zr-1Ti-10Co - "	8.3	13.3	14.2
"	14	11 Nd-1Pr-5B-3Zr-1Ti-bal Fe	8.3	14.9	14.1
"	15	10.5Nd-6B-2.5Nb-1.5V-bal Fe	8.4	14.5	13.9
"	16	10 Nd-1La-5B-10Co-3Nb-1Ti-bal Fe	8.4	15.0	14.2
"	17	11 Nd-5.5B-2Ti-1Ni-bal Fe	8.2	13.0	13.1

	No	組 成 (原子百分率)	Br (KG)	iHc (KOe)	(BH) _{max} (MGoe)
比較例	18	10.5Nd-6B-bal Fe	8.4	4.3	7.5
"	19	13 Nd-6B-bal Fe	8.0	12.0	12.1
"	20	10.5Nd-5B-10Co-bal Fe	8.2	3.7	7.0
"	21	13 Nd-6B - - - "	8.0	10.4	11.8

実施例 2

実施例 1 と同様に B_0 (Fe, ..., Co), ..., ..., B, Ni なる合金を作成した。得られた最高の磁気特性を第 2 表に示す。

以下余白

第 2 表

	No	組 成 (原子百分率)	Br (KG)	iHc (KOe)	(BH) _{max} (MGoe)
本発明	1	7.5Nd-8B-3Nb-1Ni-bal Fe	8.4	11.2	15.0
"	2	9 Nd-7.5B-3Zr-1Co-bal Fe	8.6	13.0	15.9
"	3	9 Nd-7.5B-3Zr-1Nb-bal Fe	8.6	13.2	15.8
"	4	9 Nd-7.5B-2.5Zr-1.5Cr-bal Fe	8.5	12.8	15.6
"	5	8 Nd-8B-3Zr-1Ti-10Co-bal Fe	8.6	11.1	15.2
"	6	7.5Nd-8B-3Zr-1Ti-10Co-bal Fe	8.5	11.3	15.0
"	7	9 Nd-7B-2Hf-2V-bal Fe	8.5	13.2	15.6
"	8	8.5Nd-8B-2.5Nb-1Zr-0.5Ag-bal Fe	8.5	12.8	15.6
"	9	9 Nd-7B-2Zr-2Ti-10Co-bal Fe	8.7	13.1	16.2
"	10	8.5Nd-8B-3Ti-1Co-8Co-bal Fe	8.5	11.5	15.5
比較例	11	9 Nd-7B-bal Fe	8.9	4.4	7.5
"	12	7.5Nd-8B-bal Fe	8.9	4.3	7.5
"	13	9 Nd-7B-10Co-bal Fe	8.9	4.0	7.2
"	14	7.5Nd-8B-10Co-bal Fe	9.0	4.0	7.4

第 2 表から、本発明の合金は無添加合金より高特性が得られることがわかる。又、本発明の試料と比較例の試料 (No 11~14) を 40℃、90% の湿度の雰囲気中で 100 時間放置したところ、比較例の試料には、0.1~1 mm の錆が発生したが、本発明の試料にはあまり認められなかった。これより本発明の試料は耐食性も良好である事がわかる。

実施例 3

実施例 1 と同様な方法で第 3 表に示す組成の合金を作成した。

この試料を振動式磁力計を用いまず 18 kOe で着磁測定し、次に 40 kOe でパルス着磁後測定したものを比較した。その値を $B_{r,0k}/B_{r,18k}$ (%) で示す。

なお表中の値は 40 kOe でパルス着磁した試料の値である。

第 3 表

	No	組 成	Br (KG)	iHc (Oe)	(H ₀) _{max} (H ₀ Oe)	Br _{max} Br _{max} CO
本発明	1	10.5Ni-58-2.5Nb-1V-10Co-bal Fe	8.3	13.3	14.2	0.97
"	2	9 Ni-7.5B-3Zr-1Ni-bal Fe	8.6	12.5	15.8	0.98
"	3	7.5Ni-8B-3Zr-1Ti-7Co-bal Fe	8.5	11.3	15.2	0.98
比較例	4	13.5Ni-6B-bal Fe	7.8	12.0	12.5	0.92

第3表より本系合金は若磁が容易である事がわかる。

実施例 4

下記の第4表に示される組成を有する潤滑を約100 μmに粉砕し熱硬化性樹脂と混合しプレス成形し、密度約6 g/ccのボンド磁石を得た。40 kOeのバース若磁を施し測定した結果を第4表に示す。

第 4 表

	No	組 成 (原子百分率)	Br (KG)	iHc (Oe)	(H ₀) _{max} (H ₀ Oe)
本発明	1	9.5Ni-8B-3Zr-1Ti-bal Fe	7.0	12.0	10.0
"	2	9.5Ni-6B-3Nb-1Ni-10Co-bal Fe	6.8	12.1	9.5
"	3	7.5Ni-8.5B-3Hf-1Co-8Co-bal Fe	6.6	9.5	9.1
"	4	7.5Ni-8.5B-3Zr-1V-bal Fe	6.7	10.0	9.2
比較例	5	9.5Ni-8B-bal Fe	5.7	5.0	5.7
"	6	7.5Ni-8.5B-bal Fe	4.5	3.4	2.3
"	7	13.5Ni-5B-bal Fe	6.0	13.0	6.8

又本発明のNo 1～4の磁石は18 kOeでの若磁が40 kOeでのバース若磁と比べ97%以上と良好であり、又温度特性はiHcおよびBrの温度係数を20℃～110℃にわたって測定した所、リボンと同様に

$$\frac{dBr}{dT} = 0.08 \sim 0.11\% / ^\circ\text{C}, \quad \frac{diHc}{dT} = 0.34 \sim 0.40\% / ^\circ\text{C}$$

と良好な値を示した。

又比較例のNo 7の試料の18 kOeでの若磁は

92%であった。さらに比較例のBr, iHcの温度特性(20～110℃)を調べた所 $\frac{dBr}{dT} = 0.14\% / ^\circ\text{C}$

と、 $\frac{diHc}{dT} = 0.41\% / ^\circ\text{C}$ であった。

実施例 5

第5表に示すような組成を有する合金が、得られるように原料を配合し、高周波加熱によってこれらの原料を溶解し、アルゴン雰囲気中にて周速40 m/secで回転している銅ロールに石英ノズルから溶湯を噴出し、厚さ約20 μm、幅5 mmのリボンを得た。次いでリボンを50～200 μm程度の粒径の粒子に粉砕した。得られた粉末を用いてアルゴン雰囲気内にて約700℃、加圧力1700 kg/cm²、10分間の条件で第1次のホットプレスによる加工を行なって、20×20×20 mmの寸法の中間成形体を得た。

次にこれを用いて、圧力方向に直角な方向がフリーな型で、第2次のホットプレスによる塑性加工を行ない異方性磁石とした。ホットプレス条件

は時間7分、40分、加圧力1900 kg/cm²、温度は720℃であった。第2次のプレス加工により(加圧方向に)50～70%の加工を施した。リボンの磁石特性及び第2次のプレス加工後の磁石特性を第6表に示す。

以下余白

第 5 表

	No.	組 成 (原子百分率)
本発明	1	11 Nd-1Pr-58-32Zr-1Ti-bal Fe
"	2	10.5Nd-68-2.5Nb-1.5V-bal Fe
"	3	10 Nd-1La-58-10Co-3Nb-1Ti-bal Fe
"	4	9.5Nd-78-3Zr-1Ni-bal Fe
"	5	9.5Nd-78-3Zr-1Cu-bal Fe
"	6	9 Nd-78-2.5Nb-1Cu-10Co-bal Fe
"	7	9.5Nd-68-1Co-2Zr-1Ni-bal Fe
"	8	7.5Nd-98-1.5Zr-1.5Nb-0.5Cu-0.5Ni-bal Fe
"	9	12 Nd-68-1W-1Mo-1.5Zr-0.5Cr-bal Fe
比較例	10	10.5Nd-68-bal Fe
"	11	9 Nd-78-bal Fe

第 6 表

	No.	リボン特性			2 次 H・P 後 (加圧 7 分)			2 次 H・P 後 (加圧 40 分)		
		iHc (KOe)	Br (KG)	(BH) _{max} (MGOe)	iHc (KOe)	Br (KG)	(BH) _{max} (MGOe)	iHc (KOe)	Br (KG)	(BH) _{max} (MGOe)
本発明	1	14.9	8.3	14.1	14.8	12.8	35.7	14.6	12.8	36.2
	2	14.5	8.4	13.9	14.4	12.9	36.4	14.3	12.9	36.5
	3	15.0	8.4	14.2	14.8	12.9	36.8	14.7	13.0	37.2
	4	12.3	8.7	16.2	12.1	13.1	40.2	11.9	13.2	40.4
	5	12.1	8.6	16.0	12.0	13.0	39.5	11.8	13.1	39.7
	6	12.6	8.6	16.0	12.4	13.1	40.0	12.2	13.1	40.1
	7	12.3	8.7	16.8	12.1	13.1	40.4	11.9	13.2	40.4
	8	10.1	8.6	16.2	10.0	13.0	40.0	9.9	13.1	40.1
	9	16.5	8.0	13.2	16.3	12.3	34.6	16.1	12.3	34.6
比較例	10	4.3	8.4	7.5	2.0	12.8	9.2	1.0	12.9	5.1
	11	4.5	9.0	7.8	2.1	12.7	9.1	1.0	12.8	4.8

上表より本発明の№1～9の組成において、温間塑性加工後のM添加合金の磁石特性は著しく上昇し、特に iH_c の向上および iH_m の維持に寄与があることがわかる。

(発明の効果)

以上の説明、特に実施例から明らかなように、本発明により、M元素を添加することにより、R、Fe、B含有量がほぼ同一の系のM元素無添加磁石と比較して、添加量にもよるが、1.5倍以上の保磁力 iH_c が達成される。よって、R-B-Fe合金磁石の保磁力 iH_c の温度特性が優れないという欠点があるにせよ、かかる欠点を補って余りある高い保磁力 iH_c 向上が達成され、そして実用性ある永久磁石が提供された。

また、本発明の磁石の組織は、焼純により適切に結晶粒径を制御することにより一層高い保磁力 iH_c を発揮できるものであるから、単に液体急冷法の製法だけではなく、結晶粒径制御をするように条件を選定すればホットプレス法等の温間加工

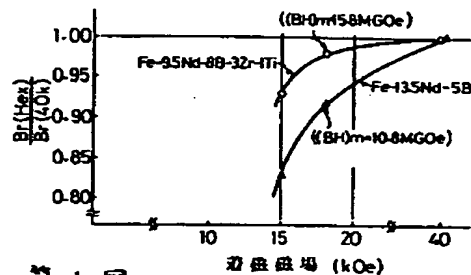
も製法として採用できる。このホットプレス法において、M元素の添加的作用により、温度・時間条件の結晶成長に対する敏感性が緩和されるため、本磁石は製造しやすいとの利点がある。また極めて着磁特性に優れた磁石であるという特徴がある。

さらに、特筆すべき点として、希土類元素Rの含有量が10%未満においても、希土類元素Rの含有量10%以上の場合と遜色ない磁石特性が得られる。よって、本発明により、低コストでありかつ保磁力およびエネルギー積の高い磁石が提供されたこととなり、当該分野における本発明の意義は大きい。

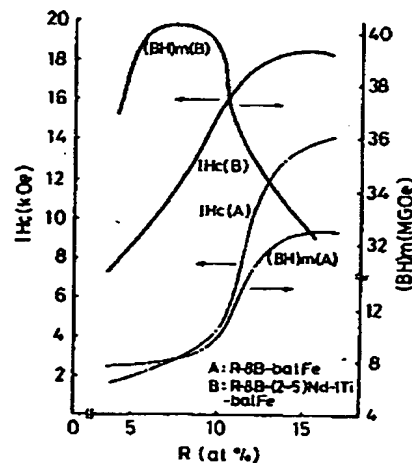
4. 図面の簡単な説明

第1図は着磁特性のグラフ、

第2図は希土類元素含有量およびNb + Tiが磁石特性に及ぼす影響を説明するグラフである。



第1図



第2図

第 1 頁の続き

優先権主張

⑤昭61(1986)4月23日⑤日本(JP)⑤特願 昭61-94247

⑤昭61(1986)5月15日⑤日本(JP)⑤特願 昭61-111087

⑤昭62(1987)2月5日⑤日本(JP)⑤特願 昭62-23509

THIS PAGE BLANK (USPTO)